

Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料耐磨性提高的机制分析

傅丽华^{1,2)}, 韩伟²⁾, 赵琳²⁾✉, 周孟³⁾, 李长海⁴⁾, 田志凌²⁾

1) 河南科技大学材料摩擦学重点实验室, 洛阳 471003 2) 钢铁研究总院, 北京 100081
3) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 4) 查尔姆斯理工大学材料与制造技术学院, 哥德堡 SE-412 96
✉ 通信作者, E-mail: hhnds@aliyun.com

摘 要 为了探讨 Cr₃C₂ 强化相提高 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料耐磨性的机制, 本文采用热等静压技术制备了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料, 借助纳米压痕仪对 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中各组成相的力学性能进行了表征, 利用销-盘式摩擦磨损试验机研究了热等静压 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的耐磨性能, 并结合扫描电子显微镜和纳米压痕仪分析了材料磨损表面形貌和磨损次表面层硬度变化。结果表明, Cr₃C₂ 的添加提高了复合材料基体的硬度, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中各组成相的纳米硬度和弹性模量由基体相、扩散相到硬芯相是逐渐增大的, 呈现出梯度变化, 有利于提高 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的耐磨性。在本研究实验条件下, Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料表面的磨损形式主要为磨粒磨损, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料表现出更加优异的耐磨性能。Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料耐磨性能的提高主要跟碳化物强化相阻断磨粒切削、减弱摩擦副间相互作用、减小加工硬化层厚度、磨粒尺寸等因素有关。

关键词 复合材料; Cr₃C₂ 强化相; Ni₃Al 基; 耐磨性能; 机制分析

分类号 TB333

Wear mechanism of Cr₃C₂/Ni₃Al composites showing excellent wear resistance

FU Li-hua^{1, 2)}, HAN Wei²⁾, ZHAO Lin²⁾✉, ZHOU Meng³⁾, LI Chang-hai⁴⁾, TIAN Zhi-ling²⁾

1) Key Laboratory of Material Tribology, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China
2) Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China
3) School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
4) Department of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology, Goteborg SE-412 96, Sweden
✉ Corresponding author, E-mail: hhnds@aliyun.com

ABSTRACT The Ni₃Al intermetallic compound is considered an excellent wear-resistant material. The addition of Cr₃C₂ particles can further improve the wear resistance of Ni₃Al-based alloys. In order to elucidate the wear mechanism of Cr₃C₂/Ni₃Al composites improved by the Cr₃C₂ strengthening phase, Ni₃Al-alloy and Cr₃C₂/Ni₃Al composites were prepared by the hot isostatic pressing process in this study. The mechanical properties and wear resistance of each phase in the Ni₃Al-alloy and Cr₃C₂/Ni₃Al composites were investigated using a nano-indentation instrument and a pin-on-disk friction and wear tester, respectively. The worn surface morphologies and the hardness of the subsurface layer under the worn surfaces of the Ni₃Al-alloy and Cr₃C₂/Ni₃Al composites were determined by a scanning electron microscopy (SEM) and a nano-indentation instrument. The results indicate that the hardness of the matrix phase in the Cr₃C₂/Ni₃Al composites is significantly improved by the addition of Cr₃C₂ particles. The nano-hardness and the elastic modulus of each phase in the Cr₃C₂/Ni₃Al composites gradually increase from matrix phase through diffusion phase to hard core phase. The mechanical properties between the matrix, diffusion, and hard core phases in the Cr₃C₂/Ni₃Al composites present a gradient transition. This kind of structure distribution is good for enhancing the wear resistance of Cr₃C₂/Ni₃Al composite materials. As for friction and wear conditions in this study, abrasive wear was the dominant wear mechanism, which occurred on the surfaces of the Ni₃Al-alloy and Cr₃C₂/

Ni₃Al composites. The Cr₃C₂/Ni₃Al composites showed a good wear resistant property. The carbide-strengthening phase can block up the cutting action of the wear debris, reduce the interaction between the wear materials, and decrease the thickness of the subsurface layer and the size of the wear debris, resulting in improved wear resistance of Cr₃C₂/Ni₃Al composites.

KEY WORDS composites; Cr₃C₂ strengthen phase; Ni₃Al-based; wear resistance; mechanism analysis

与传统金属材料比较, Ni₃Al 金属间化合物具有高熔点、高强度、优异的抗腐蚀性能 and 高温力学性能等特点, 在高温工程领域获得了广泛关注^[1-2]. 此外, Ni₃Al 金属间化合物在 600 ~ 900 °C 温度范围内, 其强度随着温度的升高而增大, 即具备强度-温度反常特性^[3]. 因此, 在多种高温耐磨组件(比如: 航空发动中的涡轮叶片、柴油发动机中的转子等)中, Ni₃Al 金属间化合物被认为是一种很有潜力的新型耐磨材料^[4]. 为了适应更加苛刻条件下的使用需求, 通常在 Ni₃Al 合金中添加硬质第二相 (TiC、ZrO₂、Cr₃C₂、WC 和 SiC), 制备 Ni₃Al 基复合材料^[3, 5-6]. 相关研究表明, 由于 Cr₃C₂ 具有良好的热硬度、耐氧化和耐磨损性, 与 Ni₃Al 润湿性良好, 因而将 Cr₃C₂ 颗粒作为理想的强化相添加到 Ni₃Al 合金中, 得到 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料, 能够显著提高材料的耐磨性能^[7-10].

近年来, 相关科研人员在 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料摩擦磨损方面开展了一些研究工作. 李尚平等^[11]研究了 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合堆焊层的室温摩擦磨损性能, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合堆焊层耐磨性能优于传统耐磨材料 Stellite 12 合金, 碳化物尺寸、含量及碳化物与基材间结合性能是 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合堆焊层耐磨性能的重要影响因素. Du 等^[12]采用火焰喷涂和等离子喷涂技术制备了 Ni₃Al-Cr₃C₂ 复合涂层, 对其室温干摩擦磨损性能进行了研究, 结果表明这两种材料在磨损过程中主要发生了塑性变形和剥离机

制, Cr₃C₂ 相明显提高了材料的硬度, 改善了材料的耐磨性能. Zhu 等^[13]分析了铬碳化物含量对 Ni₃Al 基复合材料耐磨性能的影响, 当铬碳化物添加量在一定范围内时, Ni₃Al 基复合材料耐磨性能明显提高. 然而, 尽管上述研究指出了 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料具有良好的耐磨性能, 但在 Cr₃C₂ 强化相提高复合材料耐磨机制方面的研究还不够深入和全面.

因此, 本文采用热等静压工艺分别制备了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料, 研究了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的室温磨损性能, 深入分析了 Cr₃C₂ 强化相提高复合材料耐磨性能的机制.

1 实验部分

采用 Ni₃Al 合金粉末 (粒径 40 ~ 100 μm) 和 Cr₃C₂ 颗粒 (粒径约为 20 μm) 作为原材料, 利用热等静压工艺分别制备了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂ 体积分数为 6% 的 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料, 其中 Ni₃Al 合金粉末和 Cr₃C₂ 颗粒的微观形貌如图 1 所示. 借助 NOVA NANOSEM 450 场发射扫描电镜分析了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的微观组织. 利用 Optimal SRV ® 4 多功能摩擦磨损试验机, 对 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料开展了销-盘式摩擦磨损实验, Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料为销 (尺寸为 14 mm × 3 mm × 2 mm), 灰铸铁 HT200 为对磨盘 (尺寸为 φ24 mm × 7.88 mm). 摩擦磨损实验过程中, 实验参数为载荷 48 N, 冲程

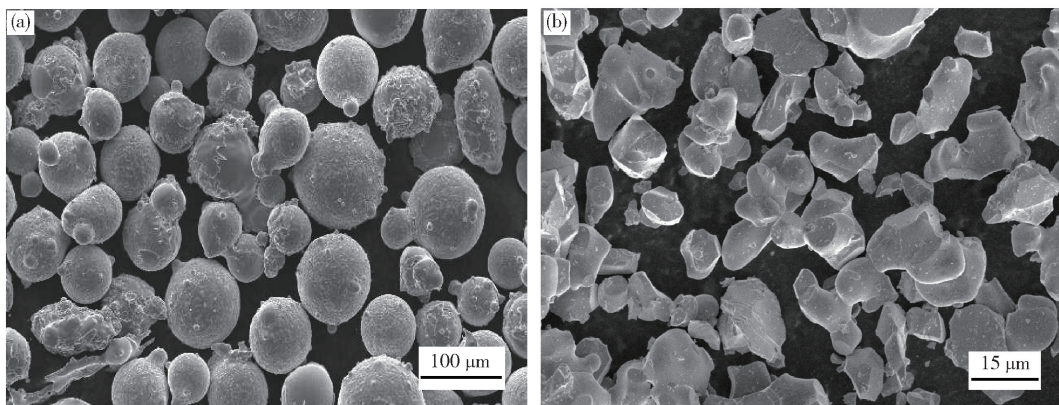


图 1 粉末材料微观形貌: (a) Ni₃Al 合金粉末; (b) Cr₃C₂ 颗粒

Fig. 1 Morphologies of powder materials: (a) Ni₃Al-alloy powders; (b) Cr₃C₂ particles

1 mm, 频率 50 Hz, 磨损时间 60 min, 干摩擦. 每种样品分别进行 4 ~ 5 次平行实验, 取平均值进行分析.

利用 HRS150 洛氏硬度仪对 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料进行宏观硬度测试, 载荷为 150 kg. 在载荷为 10 mN 的条件下, 采用 Nano Indenter-G200 纳米压痕测试仪分析了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中各组成相的纳米硬度. 摩擦磨损实验后, 在试样磨损次表面层按指定路径进行了一系列纳米压痕测试, 载荷为 300 mN, 测试路径为: 距离磨损表面 10 μm 处作为第一个测试点; 逐步向样品内部平移, 并选择相邻间隔 30 μm 作为测试点, 依次得到第 2 ~ 6 个测试点; 平移间隔增大为 50 μm 时, 测得第 7 ~ 9 个测试点; 最后

相邻间隔设为 100 μm, 继续测试 3 个位置点.

2 结果与讨论

2.1 微观组织及硬度分析

图 2 所示的是热等静压 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的微观组织形貌. 热等静压 Ni₃Al 合金主要由 Ni₃Al 基体相和 Ni 第二相组成; 而热等静压 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中主要包括 Ni₃Al 基体相、M₇C₃ (M = Cr, Fe 或 Ni) 扩散相和 Cr₃C₂ 硬芯相三个组成相. 由此可见, 热等静压制备过程中, Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中的组织都发生了演变, 形成了多相微观组织. 至于上述组织结构的具体演变过程, 已在文献[14-15]中分析了, 不再累述.

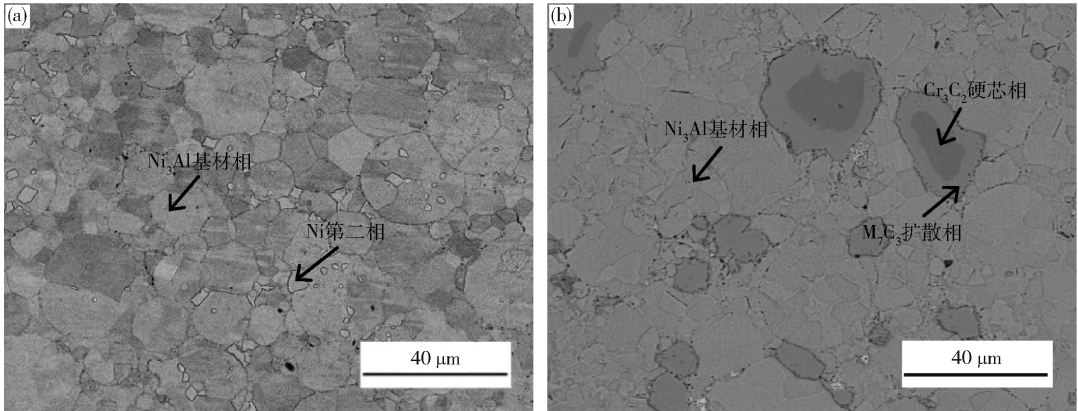


图 2 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的微观组织. (a) Ni₃Al 合金; (b) Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料

Fig. 2 Microstructure of Ni₃Al-alloy and Cr₃C₂/Ni₃Al composites: (a) Ni₃Al-alloy; (b) Cr₃C₂/Ni₃Al composites

图 3 所示的是 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中各组成相纳米硬度测试的加载和卸载曲线. Ni₃Al 合金中 Ni 第二相的加载卸载曲线位于基体相加载卸载曲线右侧; 在 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中, 从基体相、扩散相到硬芯相, 其对应的加载卸载曲线逐渐向左移动. 对图 3 的加载卸载曲线进行拟合, Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中各组成相纳米硬度测试时的最大压痕深度、纳米硬度以及弹性模量如表 1 所示. Ni₃Al 合金中基体相和第二相的纳米硬度值分别为 5.3 GPa 和 3.1 GPa, 与相关文献的结果 (5.6 GPa 和 2.2 GPa) 相当^[16]. Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中, Ni₃Al 基体相的纳米硬度和弹性模量分别为 6.3 GPa 和 211.8 GPa, M₇C₃ (M = Cr, Fe 或 Ni) 扩散相和 Cr₃C₂ 硬芯相的纳米硬度和弹性模量分别为 16.7 GPa、18.2 GPa 和 291.8 GPa、352.6 GPa. 由此, 与 Ni₃Al 合金中的基体相比较, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中基体相的纳米硬度值较大. 分析认为, 复合材料中 Cr₃C₂ 颗粒和 Ni₃Al 颗粒在热等静压制备

过程中发生了元素互扩散作用, 其中碳化物中的 Cr 等元素部分扩散到了 Ni₃Al 基体中. 相关工作表明, Cr 原子固溶于 Ni₃Al 晶体中, 会导致 Ni₃Al 晶格发生畸变, 使 Ni₃Al 合金发生固溶强化, 硬度提高^[15,17]. 另一方面, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料中的纳米硬度和弹性模量由基体相、扩散相到硬芯相是逐渐增大的, 呈现出梯度变化. Ge 等制备了 CrTiAlN/氮化层/钢基体多层结构材料, 实验结果表明该材料的硬度从 CrTiAlN 陶瓷层到钢基体呈梯度变化. 这种梯度结构减少了 CrTiAlN 陶瓷层与钢基体层之间的参数失配程度, 降低了 CrTiAlN 陶瓷层中的残余应力, 减少了陶瓷层中裂纹形成和扩展的风险, 增大了 CrTiAlN 陶瓷层与钢基体层之间的结合强度, 对提高材料的磨损性能有利^[18]. 同理, 本研究相界面间的梯度分布结构在一定程度上减少了基体相与硬芯相之间的参数失配程度, 增大了基体相与硬芯相之间的结合强度, 也有利于提高复合材料的耐磨性. 图 4 给出了 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的

洛氏硬度. Ni_3Al 合金的洛氏硬度值约为 43 HRC, $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的洛氏硬度值高于 Ni_3Al 合金的洛氏硬度值,约为 48 HRC,即 Cr_3C_2 颗粒的添加提高了复合材料的整体硬度.

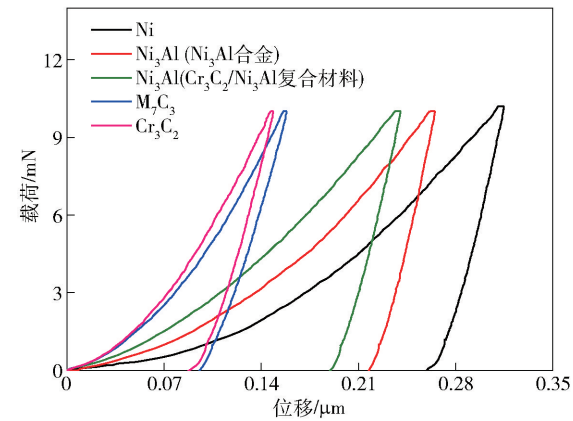


图 3 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料中各组成相纳米硬度测试的加载卸载曲线

Fig. 3 Loading and unloading curves of nanoindentation measurement for different constitution phases in the Ni_3Al -alloy and $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites

表 1 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料中各组成相的纳米压痕结果

Table 1 Nanoindentation measurement results of different constitution phases in the Ni_3Al -alloy and $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites

材料	相组成	最大深度, $h/\mu\text{m}$	纳米硬度, H/GPa	弹性模量, E/GPa
Ni_3Al 合金	第二相	0.315	3.14	160.89
	基材相	0.265	5.32	197.58
$\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料	硬芯相	0.149	18.24	352.60
	扩散相	0.158	16.73	291.76
	基材相	0.240	6.34	211.81

2.2 磨损性能及磨损机制分析

图 4 给出了 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料摩擦磨损后的体积磨损量. 在本研究实验条件下, Ni_3Al 合金的体积磨损量约为 0.78 mm^3 , 而 Cr_3C_2 体积分数为 6% 的 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的体积磨损量约为 0.33 mm^3 , 添加少量 Cr_3C_2 强化相能够明显提高 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的耐磨性. 对 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料磨损后的表面形貌进行观察, 结果如图 5 所示. 由图 5 可知, 在摩擦磨损过程中, Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料表面发生了典型的磨粒磨损现象. Ni_3Al 合金表面发生磨粒磨损之后留下的划痕深而宽, 而 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料表面的划痕明显变浅变小, 且划痕变得不连续. 这是由于 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料微观组织中均匀分布着碳化物强化相, 而碳化物强化相微突体能把摩擦副相互隔开, 一定程度上减少了摩擦副间的直接相互作用. 另外, 碳化物强化相的硬度较高, 在磨粒切削过程中, 其能与磨粒发生撞击, 阻

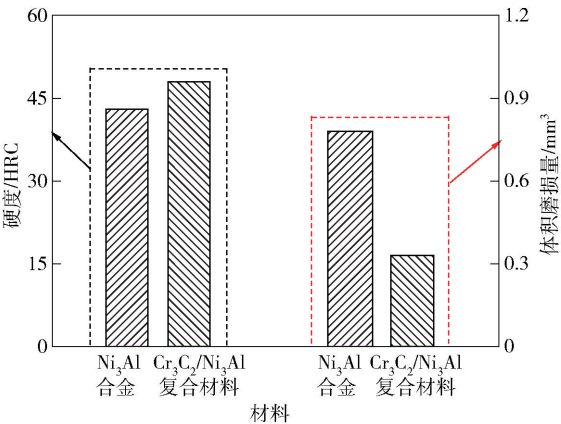


图 4 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的硬度和磨损量结果

Fig. 4 Hardness and volume loss of the Ni_3Al -alloy and $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites

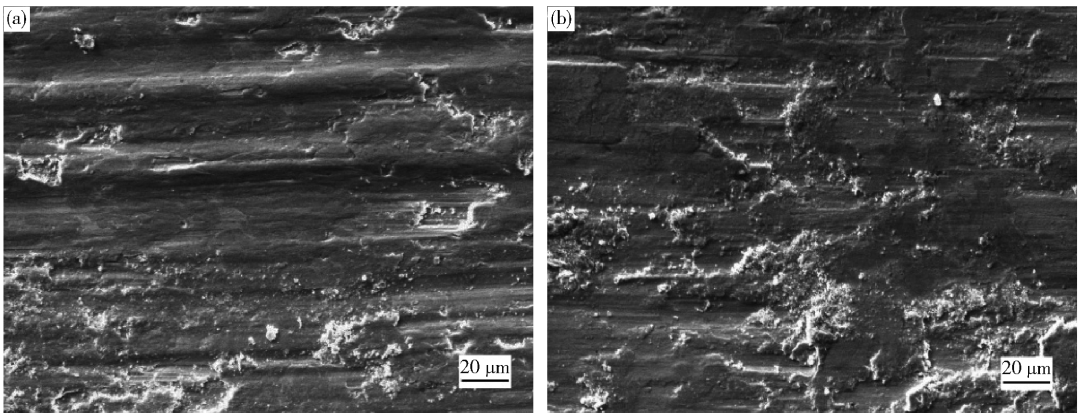


图 5 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料磨损表面形貌. (a) Ni_3Al 合金; (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料

Fig. 5 Morphologies of the worn surface of the Ni_3Al -alloy and $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites: (a) Ni_3Al -alloy; (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites

断磨粒切削作用. 因此, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料表面的磨痕变浅变小, 变得不连续, 使其磨损程度降低.

为了更深入分析 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料耐磨性能提高的机制, 还借助纳米压痕技术对 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损后的次表面层进行了一系列的纳米压痕测试. 图 6 所示的是 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损次表面层纳米压痕测试的路径, 图 7 所示的是 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损次表面层的纳米硬度值. Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料其磨损近表面处的硬度较高, 随着测试点向材料内部移动, 其对应位置的硬度逐渐降低, 最后材料内部的硬度趋于稳定. 显然, Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料进行摩擦磨损实验后, 其次表面层发生了加工硬化, 形成了一个硬度呈梯度分布的加工硬化层. 对 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料的纳米硬度测试值按着如下公式进行拟合^[19], 结果如图 7 中曲线所示.

$$H = H_0 + A \exp \left(- \frac{x}{B} \right) \tag{1}$$

式中, A 和 B 是实验常数, x 是距离磨损表面的位移, H_0 是未受变形影响的材料内部硬度值, H 是距离磨损表面 x 处的硬度值. 参考相关工作^[19], 本文定义拟合曲线上硬度值增加 5% ($\Delta H_{0.05}$) 的位置为加工硬化层开始的位置. 拟合结果表明, Ni₃Al 合金磨损后形成的加工硬化层厚度约为 35 μm , 而 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损后形成的加工硬化层厚度约为 19 μm (如图 7 中虚线所标记). 由此可见, Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损之后形成的加工硬化层厚度要小于 Ni₃Al 合金磨损之后形成的加工硬化层厚度. 由于加工硬化层中存在一定的残余应力和微裂纹, 在后续磨损受力过程中, 该加工硬化层中的微裂纹发生扩展, 最后将导致这一结构层以磨屑形式脱落, 并作为磨粒对材料造成磨损. 因此, 对于 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料, 磨损后

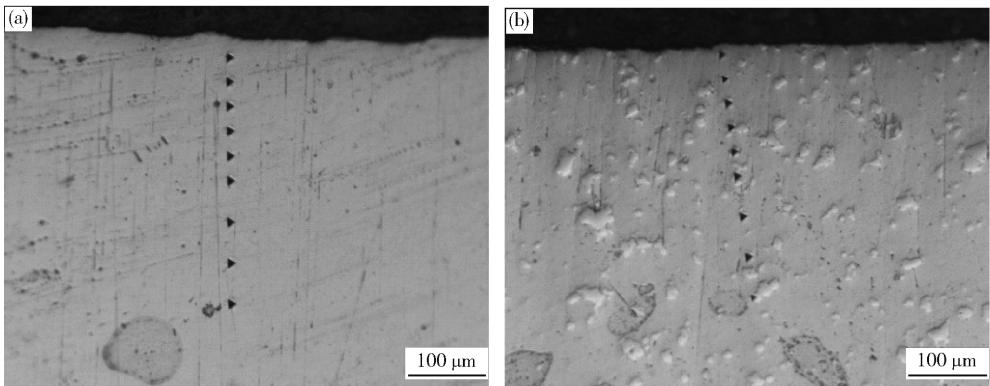


图 6 磨损次表面层纳米压痕测试路径. (a) Ni₃Al 合金; (b) Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料

Fig. 6 Testing path of nano-hardness measurement on the subsurface layer: (a) Ni₃Al-alloy; (b) Cr₃C₂/Ni₃Al composites

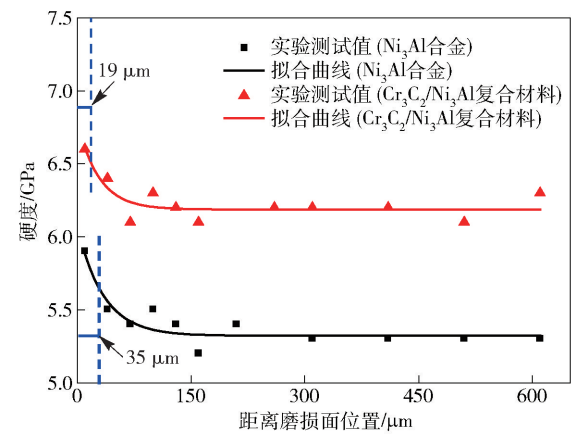


图 7 Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损后加工硬化层纳米硬度随距离的变化趋势图

Fig. 7 Nano-hardness versus surface distance in the work-hardened layer of the Ni₃Al-alloy and Cr₃C₂/Ni₃Al composites

形成的加工硬化层越薄, 该加工硬化层最后脱落形成的磨屑尺寸就越小. 图 8 所示的磨屑微观形貌很好地验证了上述结论. 小尺寸磨屑将减少对材料的磨损程度, 这也是 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料磨损程度降低的另一个原因.

综上所述, 对于碳化物强化相提高 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料耐磨性能的机理主要包括以下三个方面: 第一, 复合材料中的强化相微突体把摩擦副的接触表面隔开, 减少摩擦副之间的直接相互作用; 第二, 复合材料中的强化相在磨损过程中与磨粒发生撞击, 阻断磨粒切削; 第三, 复合材料中强化相的添加, 提高了材料的硬度, 减小材料磨损后形成的加工硬化层厚度, 从而大幅减小磨屑尺寸. Ni₃Al 合金和 Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料在摩擦磨损过程中发生磨粒磨损过程的示意图如图 9 所示.

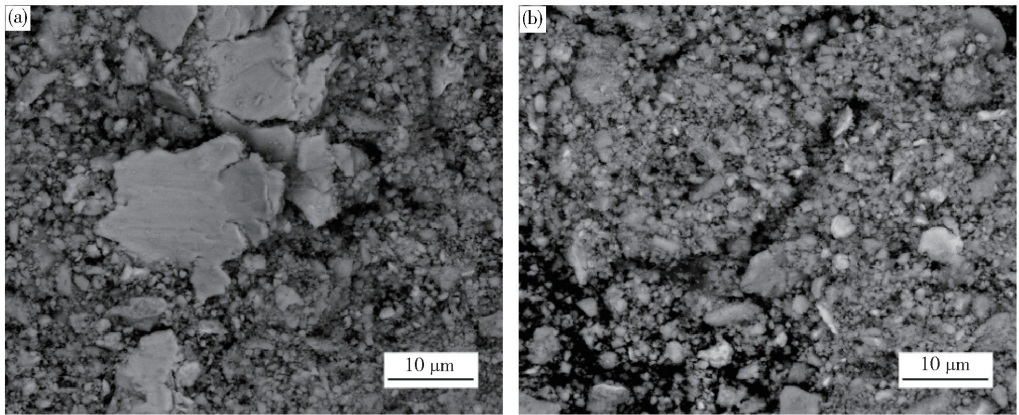


图 8 磨屑的微观形貌. (a) Ni_3Al 合金; (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料

Fig. 8 Microstructure morphologies of the wear debris: (a) Ni_3Al -alloy; (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites

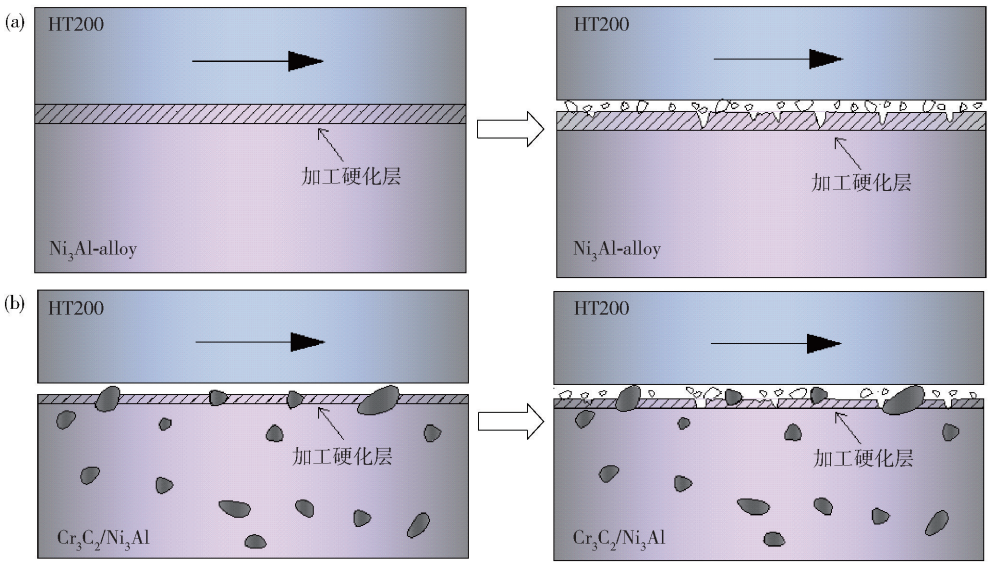


图 9 Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料磨粒磨损的示意图. (a) Ni_3Al 合金; (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料

Fig. 9 Diagrammatic sketch of the abrasive wear of the Ni_3Al -alloy and $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites: (a) Ni_3Al -alloy; (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites

3 结论

(1) 在热等静压 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料中,由于 Cr 元素对基体相的固溶强化作用, $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的硬度比 Ni_3Al 合金高. $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料中的纳米硬度和弹性模量从基体相、扩散相到硬芯相是呈梯度变化,一定程度上减少基体相和硬芯相之间的参数失配程度,有利于提高材料耐磨性能.

(2) Cr_3C_2 强化相的添加能明显提高复合材料的耐磨性能. 在本论文条件下, Ni_3Al 合金和 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料表面主要发生的是磨粒磨损机制.

(3) 结合磨损表面形貌和磨损次表面层的纳米硬度测试结果,铬碳化物强化相提高复合材料耐磨性能的机理包括铬碳化物能阻断磨粒切削、减弱摩擦副间的直接相互作用、减小加工硬化层厚度、新形

成磨粒的尺寸等方面.

参 考 文 献

[1] Zhai W Z, Shi X L, Yao J, et al. Investigation of mechanical and tribological behaviors of multilayer graphene reinforced Ni_3Al matrix composites. *Compos Part B*, 2015, 70: 149

[2] Gong K, Luo H L, Feng D, et al. Wear of Ni_3Al -based materials and its chromium-carbide reinforced composites. *Wear*, 2008, 265 (11-12): 1751

[3] Jozwik P, Polkowski W, Bojar Z. Application of Ni_3Al based intermetallic alloys-current stage and potential perceptivities. *Materials*, 2015, 8(5): 2537

[4] An T B, Gong K, Luo H L, et al. Analysis on microstructure and friction wear performance of chromium carbide/ Ni_3Al composite surfacing layer. *Trans Chin Weld Inst*, 2012, 33(2): 101 (安同邦, Gong Karin, 骆合力, 等. 碳化铬/ Ni_3Al 复合堆焊层组织及摩擦磨损分析. *焊接学报*, 2012, 33(2): 101)

[5] Miura S, Goldenstein H, Ohkubo K, et al. Mechanical and physi-

- cal properties of Ni_3Al -based alloys with Cr carbides dispersion. *Mater Sci Forum*, 2007, 561-565: 439
- [6] Goldenstein H, Silva Y N, Yoshimura H N. Designing a new family of high temperature wear resistant alloys based on Ni_3Al IC: experimental results and thermodynamic modelling. *Intermetallics*, 2004, 12(7-9): 963
- [7] Cios G, Bała P, Stepień M, et al. Microstructure of cast Ni-Cr-Al-C alloy. *Arch Metall Mater*, 2015, 60(1): 145
- [8] An T B, Luo H L, Peng Y, et al. Characteristic analysis on $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ hardfacing alloy layer. *Ordinance Mater Sci Eng*, 2010, 33(2): 48
(安同邦, 骆合力, 彭云, 等. $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 表面堆焊合金层的特征分析. 兵器材料科学与工程, 2010, 33(2): 48)
- [9] da Silva W S, Souza R M, Mello J D B, et al. Room temperature mechanical properties and tribology of NICRALC and Stellite casting alloys. *Wear*, 2011, 271(9-10): 1819
- [10] Gu G R, Luo H L, Li S P, et al. Microstructure and abrasive wear resistance of $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composite. *J Aeron Mater*, 2007, 27(4): 50
(顾国荣, 骆合力, 李尚平, 等. $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的组织与耐磨性能. 航空材料学报, 2007, 27(4): 50)
- [11] Li S P, Luo H L, Cao X, et al. Microstructure and room-temperature wear-resistance of $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites. *Rare Met Mater Eng*, 2008, 37(1): 115
(李尚平, 骆合力, 曹栩, 等. $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的微观组织和室温耐磨性. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(1): 115)
- [12] Du L Z, Zhang W G, Zhang D J, et al. Preparation and characterization of Ni-Al- Cr_3C_2 coating. *Key Eng Mater*, 2008, 373-374: 15
- [13] Zhu S Y, Bi Q L, Yang J, et al. Influence of Cr content on tribological properties of Ni_3Al matrix high temperature self-lubricating composites. *Tribol Int*, 2011, 44(10): 1182
- [14] Fu L H, Han W, Li C H, et al. Microstructure and phases constitution of $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composites prepared by hot isostatic pressing (HIP). *J Iron Steel Res*, 2016, 28(12): 52
(傅丽华, 韩伟, 李长海, 等. 热等静压 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ 复合材料的微观组织及相组成. 钢铁研究学报, 2016, 28(12): 52)
- [15] Fu L H, Han W, Gong K, et al. Microstructure and tribological properties of $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}_3\text{Al}$ composite materials prepared by hot isostatic pressing (HIP). *Mater Des*, 2017, 115: 203
- [16] Ma Y X, Gao Y F, Zeng Y Y. Determination of mechanical properties of phase in directionally-solidified nickel-base super-alloy by nano-indentation. *Phys Examin Test*, 2015, 33(2): 16
(马亚鑫, 高怡斐, 曾雨吟. 纳米压痕法测定镍基定向凝固高温合金相的力学性能. 物理测试, 2015, 33(2): 16)
- [17] Qi Y H, Guo J T, Cui C Y. Tensile creep behaviour of NiAl-Cr (Zr) multiphase intermetallic alloy. *Mater Sci Technol*, 2003, 19(3): 339
- [18] Ge P L, Bao M D, Zhang H J, et al. Effect of plasma nitriding on adhesion strength of CrTiAlN coatings on H13 steels by closed field unbalanced magnetron sputter ion plating. *Surf Coat Technol*, 2013, 229: 146
- [19] Gong K. *A Ni_3Al -Alloy and its Composites as Potential Wear Resistant Materials for Advanced Applications* [Dissertation]. Goteborg: Chalmers University of Technology, 2011